

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-011538

(43)Date of publication of application : 16.01.2001

(51)Int.Cl.

C21D 9/46

C22C 38/00

C22C 38/14

(21)Application number : 11-178485

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 24.06.1999

(72)Inventor : NAKAZAWA YOSHIKI
NAKAGAWA HIROYUKI

(54) PRODUCTION OF HIGH TENSION HOT DIP GALVANIZED STEEL SHEET

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a producing method of a high tension hot dip galvanized steel sheet reduced in the unevenness in mechanical characteristics without containing much quantity of alloy elements.

SOLUTION: After hot-rolling a steel material composed by wt.% of 0.12-0.20% C, $\leq 0.50\%$ Si, 0.8-2.0% Mn, 0.005-0.050% P, 0.0005-0.0100% S, 0.01-0.10% Sol.Al, 0.001-0.008% N and one or more kinds among 0.01-0.10% Ti, 0.001-0.050% Nb, 0.01-0.10% V and the balance Fe with inevitable impurities, this rolled steel is rolled at 400-750° C to provide hot-rolled steel sheet. After pickling, cold rolling is executed at 40-80% draft, and after executing recrystallize-annealing in the γ range not lower than the Ac3 transformation point, hot drip galvanizing treatment is applied. The steel containing 0.0005-0.0050% B in the steel components can give a better quality. After applying the hot dip galvanizing treatment, a galvannealing treatment may be applied.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 07.03.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-11538

(P2001-11538A)

(43)公開日 平成13年1月16日(2001.1.16)

(51)Int.Cl.	識別記号	F I	テマコード*(参考)
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
38/14		38/14	

審査請求 未請求 請求項の数3 O L (全 9 頁)

(21)出願番号 特願平11-178485
(22)出願日 平成11年6月24日(1999.6.24)

(71)出願人 000002118
住友金属工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(72)発明者 中澤 嘉明
大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内
(72)発明者 中川 浩行
茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
(74)代理人 100081352
弁理士 広瀬 章一

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】 合金元素を多量に含有させることなく、機械特性のばらつきを低減した高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造法を提供する。

【解決手段】 C:0.12~0.20%、Si:0.50%以下、Mn:0.8~2.0%、P:0.005~0.050%、S:0.0005~0.0100%、sol. Al:0.01~0.10%、N:0.001~0.008%を含み、Ti:0.01~0.10%、Nb:0.001~0.050%、V:0.01~0.10%のうち1種以上を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼材を熱間圧延後、400~750℃で巻き取り熱延鋼板とし、酸洗後、40~80%の圧下率で冷間圧延を行い、Ac3変態点以上のγ域にて再結晶焼鈍を行った後、溶融亜鉛めっき処理を施す。鋼成分にB:0.0005~0.0050%を含ませると更によい。溶融亜鉛めっき処理後、めっきの合金化処理をしてもよい。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学組成が重量%で、C：0.12～0.20%、Si：0.50%以下、Mn：0.8～2.0%、P：0.005～0.050%、S：0.0005～0.0100%、sol. Al：0.01～0.10%、N：0.001～0.008%を含み、Ti：0.01～0.10%、Nb：0.001～0.050%、V：0.01～0.10%のうち1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼材を熱間圧延後、400～750℃で巻き取り熱延鋼板とし、酸洗後、40～80%の圧下率で冷間圧延を行い、Ac3変態点以上のγ域にて再結晶焼鈍を行った後、熔融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項2】 化学組成が重量%で、C：0.12～0.20%、Si：0.50%以下、Mn：0.8～2.0%、P：0.005～0.050%、S：0.0005～0.0100%、sol. Al：0.01～0.10%、N：0.001～0.008%を含み、Ti：0.01～0.10%、Nb：0.001～0.050%、V：0.01～0.10%のうち1種または2種を以上含み、さらにB：0.0005～0.0050%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼材を熱間圧延後、400～750℃で巻き取り熱延鋼板とし、酸洗後、40～80%の圧下率で冷間圧延を行い、Ac3変態点以上のγ域にて再結晶焼鈍を行った後、熔融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項3】 熔融亜鉛めっき処理に続いて合金化処理を施すことを特徴とする請求項1または2に記載の高張力熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は自動車の車体部品のように耐食性を確保しつつプレス成形、曲げ加工等を施す用途に好適な高張力熔融亜鉛めっき鋼板、または高張力合金化熔融亜鉛めっき鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、地球環境保護のため、自動車の燃費向上が求められており、自動車用鋼板においては車体の軽量化および安全性確保のため、引張強度(TS) > 540MPaである高強度鋼板へのニーズが高い。このような用途では、プレス成形等での安定した作業性を確保するため、強度と延性のばらつきの少ない鋼板が求められる。

【0003】 一方、薄肉化しても耐久性を高めるため、防錆性が要求され、特性のばらつきの少ない高強度、高延性を備えた亜鉛めっき鋼板が求められており、とくに防錆性に優れた熔融亜鉛めっき鋼板または合金化熔融亜鉛めっき鋼板が強く求められている。

【0004】 鋼の高強度化の手法として、鋼板中の組織を軟質なフェライト中にマルテンサイト等の硬質相を分散させた複合組織鋼板とすることにより、高強度化する手法が広く用いられている。この方法によると、低降伏応力(YS)で、かつ引張強度(TS)と全伸び(El)のバランスに優れた鋼板が得られ、例えばTS(MPa) × El(%) > 18000(MPa・%)級の良好なプレス成形性を備えた鋼板が得られる。

【0005】 このような複合組織鋼板は鋼板をAc1変態点以上、Ac3変態点以下に加熱し、オーステナイト(γ)とフェライト(α)の2相とした後冷却し、オーステナイトをマルテンサイト等に変態させることによって得られる。このとき、オーステナイトが不安定であるとパーライトに変態して、マルテンサイト組織は得られない。従って、通常オーステナイトを安定化させ、パーライトへの変態を抑制するために合金元素を添加する手法が用いられる。

【0006】 例えば、特開昭55-100935号公報には、Mn等を多量に含有させ、熔融亜鉛めっき設備内において複合組織鋼板を形成せしめることにより、鋼板の成形性を向上させる手法が開示されている。しかしながら、適正な複合組織を得るには、合金元素の多量の添加が必要であり高コストとなる。

【0007】 特開昭55-122821号公報には、熔融亜鉛めっき設備内で合金添加量に応じて冷却速度を制御する手法が開示されている。しかし、合金元素を低減するには高い冷却速度が必要であり、大規模の設備が必要となり、やはり高コストとなる。

【0008】 上記とは別に、鋼板の高強度化の手法として、Si、Mn、P等の固溶強化型の元素やTi、Nb、V等の析出強化元素を添加する手法が一般的に用いられる。

【0009】 しかし、固溶強化のみでTSを540MPa以上とするには多量の添加が必要となりコスト高となる。添加元素としてSi、P等を多量に含有させるとめっきの発生ならびに合金化処理速度の低下を招き、合金化処理を促進するには高温での合金化処理が必要となつて、エネルギーコストが増大する。さらに、高温で合金化処理を行なうことによるめっきの密着性低下を招き、耐バウダリング性が劣化する等のめっき品質の悪化をもたらす。

【0010】 一方、C含有量が0.12～0.20重量%の材料において先に示した析出強化元素を添加して高強度化を図る場合、析出物の密度が高いため冷間圧延後の焼鈍処理においてAc1変態点以下では再結晶が起こりにくく、所望の機械特性が得られない。また、Ac1変態点～Ac3変態点の二相域温度域(α+γ)で焼鈍した場合、強度および延性は焼鈍温度の影響を受けやすく、製造時の温度ばらつきによって特性が大きく変化しユーザーでのプレス成形において割れ、しわ、形状凍結不良等

を誘発するおそれがある。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、合金元素を多量に含有させることなく、かつ溶融めっき工程での製造制約を受けることなく、機械特性のばらつきの少ない高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造法を提供することにある。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、少量の合金添加で強度が得られる析出系に着目した。すなわち、高強度化を固溶強化と析出強化の組み合わせで達成し、従来方法ではばらつきが大きかった機械特性については、めっきラインでの均熱温度（すなわち再結晶焼鈍温度）を適切に制御することによって安定化を図る方法を検討した。

【0013】本発明者らは、合金の添加量を少なくして強度を高めるため、いわゆる中炭素域を選び、Mn等の合金元素の添加量を軽減し、安価に高強度化を図るためC量を0.12重量%以上を基本鋼種として選択し、化学組成と熱処理方法を検討した。なお、以下の化学組成%は重量%を意味する。

【0014】CはTi、Nb、V等と結合して炭窒化物として鋼中に析出することにより、強度を上昇させる。しかし、C量が0.12重量%以上の材料において析出強化を用いて高強度化を図る場合、再結晶速度が遅くAc1変態点以下のような低温での焼鈍においては、未再結晶および部分再結晶を呈した組織となり延性が劣る。

【0015】また、均熱温度を2相域温度域（Ac1～Ac3変態点）とすると、変態した γ 相分率だけが均熱後の冷却を経て正常なフェライト組織となる。つまり、変態した相分率によって強度が大きく変化するため、強度、延性のばらつきが大きくなる。

【0016】一方、Ac3変態点以上の温度で加熱、均熱を行なうと、すべての組織が γ 変態するため冷却過程では未再結晶や部分再結晶がなくなり、すべての組織が正常なフェライト組織となって機械特性が安定する。その結果、プレス成形等の加工段階において安定した成形性が得られる。

【0017】つまり、焼鈍時の均熱温度をAc3変態点以上に制御することで耐食性、特性安定性に優れた高張力溶融亜鉛めっき鋼板、高張力合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られるようになる。

【0018】上記の知見に基づき完成した本発明の要旨は、以下の(1)～(3)にある。

【0019】(1) 化学組成が重量%で、C：0.12～0.20%、Si：0.50%以下、Mn：0.8～2.0%、P：0.005～0.050%、S：0.0005～0.0100%、sol. Al：0.01～0.10%、N：0.001～0.008%を含み、Ti：0.01～0.10%、Nb：0.001～0.0

50%、V：0.01～0.10%のうち1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼材を熱間圧延後、400～750℃で巻き取り熱延鋼板とし、酸洗後、40～80%の圧下率で冷間圧延を行い、Ac3変態点以上の γ 域にて再結晶焼鈍を行った後、溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0020】(2) 化学組成が重量%で、C：0.12～0.20%、Si：0.50%以下、Mn：0.8～2.0%、P：0.005～0.050%、S：0.0005～0.0100%、sol. Al：0.01～0.10%、N：0.001～0.008%を含み、Ti：0.01～0.10%、Nb：0.001～0.050%、V：0.01～0.10%のうち1種または2種を以上含み、さらにB：0.0005～0.0050%を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる鋼材を熱間圧延後、400～750℃で巻き取り熱延鋼板とし、酸洗後、40～80%の圧下率で冷間圧延を行い、Ac3変態点以上の γ 域にて再結晶焼鈍を行った後、溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0021】(3) 溶融亜鉛めっき処理に続いて合金化処理を施すことを特徴とする前記(1)または(2)項に記載の高張力溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0022】

【発明の実施の形態】(1) 化学組成

C：含有量を0.12～0.20%とする。CはTi、Nb、V等と結合して、炭窒化物として鋼中に析出することにより、鋼板に所定の強度を付与するために含有させる元素である。炭窒化物として析出固定されない炭素は、溶融めっき前の焼鈍工程での均熱時に形成されるオーステナイト中に固溶する。次いで鋼板が冷却されるときに、球状セメンタイトが形成され、さらなる強度上昇に寄与する。C含有量が0.12%に満たないときは、その効果が不十分であり、0.20%を超えると冷却時にパーライトが生成し、成形性が悪くなるのみならず溶接性が劣化する。より好ましいCの範囲は0.12～0.16%である。

【0023】Si：含有量を0.50%以下とする。Siは固溶強化による強化元素として極めて有効であり、安価である。しかも延性の劣化は少ないため、機械的性質の面からは多量に含有させるのが有利である。しかし、めっきの濡れ性を著しく阻害するため、高強度化は他の元素による固溶強化、析出強化によることとし、Si含有量は0.50%以下とする。また、Siは脱酸に用いられるが、過度にSiを低下させようとすると、脱酸を高価なAlで行わねばならないため0.01%以上が好ましい。より好ましいSiの範囲は0.01～0.30%である。

【0024】Mn：含有量を0.8～2.0%とする。

Mnは固溶強化による強化元素として有効であり、0.8%以上とする。一方、本発明は析出強化との組み合わせで高強度化を図っているためMnを2.0%を超えて含有させる必要はない。また、2.0%を超えて含有させるとAc3変態点以上(γ 領域)の加熱を行うと後の冷却過程においてマルテンサイト等を生成し、過度の強度上昇を招く。したがって本発明ではMn含有量の範囲は0.8~2.0%とする。より好ましいMnの範囲は1.0~1.8%である。

【0025】P:含有量を0.005%~0.050%とする。Pも固溶強化元素として有効な元素であり、0.005%以上含有させる。また、0.005%未満にしようすると脱Pコストの増大をまねく。一方、Pを0.050%を超えて含有させるとめっき時の合金化処理性、溶接部性能、耐2次加工脆性を損ねるため、上限を0.050%とする。より好ましいPの範囲は0.010~0.030%である。

【0026】S:含有量を0.0005~0.0100%とする。Sは鋼板の穴抜け性を損ねるため低いほど好ましい。したがって0.0100%以下とした。一方、0.0005%以上とするのは、これ未満であると脱硫コストが増大するためである。より好ましいSの範囲は0.0020~0.0050%である。

【0027】sol. Al:含有量を0.01~0.10%とする。sol. Alは溶鋼脱酸の結果として含有される。またTi無添加の場合、鋼中のNと結合し、AlNの微細析出物を形成し、オーステナイト結晶粒の粗大化を抑止する効果がある。これらの効果を有するために、0.01%以上含有させる。過度に含有しても効果が飽和するうえ、コスト高となるため、その上限を0.10%とする。より好ましいsol. Alの範囲は0.02~0.06%である。

【0028】N:含有量を0.001~0.008%とする。NはTiと結合して析出し焼鈍時のオーステナイトの粒成長を抑制する。0.001%未満ではその効果が発揮できないことと、製鋼工程で脱Nのためのコストが増加するおそれがある。また、過度にNを含有させると延性が損なわれるので、上限を0.008%とする。より好ましい範囲は0.002~0.006%である。

【0029】Ti、Nb、V:それぞれの元素は、Ti:0.01~0.10%、Nb:0.001~0.050%、V:0.01~0.10%の範囲で、1種または2種以上含有させる。これらの成分は炭窒化合物を形成し、析出強化による強度上昇に寄与する。その効果を発揮するためには、それぞれの成分の規定下限以上を含有させることが必要である。過度に含有させるとコスト高になるばかりでなく逆に強度低下を招く場合がある。より好ましいTi、Nb、Vの範囲はそれぞれ、0.01~0.03%、0.010~0.030%、0.01~0.05%である。

【0030】B:上記の成分の他に、さらにBを0.0005~0.0050%含有させるのが望ましい。Bはオーステナイト中の炭化物を安定化させ、冷却時にその炭化物を核としてセメンタイトを球状に析出させるため、粗大パーライトの析出を抑制する効果を有する。従って、Bを含有させると延性の劣化をより効果的に抑制できる。Bの含有量が0.0005%に満たない場合にはその効果がなく、0.0050%を超えると効果が飽和する。より好ましいBの範囲は0.0008~0.0020%である。

【0031】(2)製造工程および製造条件
溶製から熱間圧延までは特に制限する必要が無く、通常行われている方法でよい。ただし、熱延後の工程については下記条件での製造が必要である。

【0032】熱延巻き取り温度:酸洗時の脱スケール性ならびに製造安定性の観点から熱延巻き取り温度を750℃以下とする。また、400℃未満では硬質変態組織が生成し、冷間圧延性が悪くなるので、400℃以上とする。より好ましくは500~600℃である。

【0033】冷間圧延の圧下率:圧下率が40%未満であると冷間圧延時の通板の安定性に問題があり操業に支障を来す。一方、80%を超えると冷圧時の荷重が高くなり、破断等のトラブルが発生するため、40%~80%とする。より好ましくは50~70%である。

【0034】連続溶融亜鉛めっきでの製造条件:焼鈍時の均熱温度は特性の安定化を図るためAc3変態点以上にする。ただし、過度に高温にしても効果が飽和するとともに、加熱エネルギーのロスおよび鋼板の変形のおそれがあるのでAc3変態点+50℃を超えない温度以下とするのが望ましい。その他の条件は通常行われているめっき処理を施せばよい。

【0035】合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合は溶融亜鉛めっき処理後、鋼板を合金化処理炉で加熱し、Fe-Zn合金を生成させる。合金化処理(GA処理ともいう)は通常低強度の合金化処理鋼板の処理条件(処理温度、処理時間)とほぼ同じ条件でよい。その場合の処理温度は480~630℃、処理時間3~15s程度である。

【0036】

【実施例】はじめに、本発明の課題である析出強化型高張力鋼板の機械特性を安定化する手法を見いだすため、機械特性に及ぼすヒートパターンについて調査した。

【0037】その方法は、後述する表1の鋼成分A1の鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造にてスラブとした後、1240℃まで加熱し、粗圧延終了温度:1080℃、仕上げ圧延終了温度:890℃で熱間圧延を完了させ、580℃で巻き取り、3.5mm厚の熱延コイルとした。次いで酸洗し、1.6mmまで冷間圧延した(圧下率54.3%)。つぎにこの冷延コイルからサンプルを採取し、実験室にて再結晶焼鈍を行いJIS-5号試験片で

の引張試験を行い特性の調査を行った。

【0038】また、変態点については、熱間加工再現装置を用いて熱膨張の変化より変態点を求めた。

【0039】図1は、再結晶焼鈍時の均熱温度が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。ヒートパターンはグラフの欄外に注記するように、酸化炉、無酸化炉をそれぞれ8℃/s、2℃/sで昇熱し、所定の均熱温度、時間で均熱させ、冷却(6℃/s)過時効処理(470℃×35s)、ついで溶融めっき浴に浸漬(460℃)した。合金化処理鋼板の場合は溶融めっき後、さらに530℃まで昇熱して合金化処理を行なった。欄外注記図のGAと表示した部分が合金化処理過程である。

【0040】同図に示すように、均熱時間が一定(12s)であれば、均熱温度の上昇に伴い全伸び(E1)は上昇する。また、760℃までは未再結晶組織を示し、この温度以上でAc3変態点未満の領域においては、温度の上昇に伴いYS、TSが急激に低下する傾向を示す。さらに、均熱温度がAc3変態点以上の場合、安定したYS、TSを示すようになることがわかった。

【0041】図2は、再結晶焼鈍時の均熱温度を一定(820℃)としたとき、均熱時間が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。図1と同様、グラフの欄外にヒートパターンを注記する。図2に示すように機械特性は、均熱時間の長時間化に伴いYSがやや低下する傾向にあるが、均熱温度ほどの大きな変化が見られない。つまり、均熱時間が大きく変化しても、機械特性に及ぼす影響は小さく、均熱時間よりも均熱温度の影響が大きいことがわかった。

【0042】図3は合金化溶融めっき鋼板の製造の際の合金化温度が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。図1と同様、グラフの欄外に注記するヒートパターンのGAと表示した部分の合金化温度を変化させた。

【0043】図3に示すように、合金化温度は機械特性に大きな影響を及ぼしていない。つまり、本発明のようなC含有量の鋼種で析出強化型高張力鋼板の機械特性は

前の焼鈍工程の均熱温度に支配されており、加熱時のフェライトからオーステナイトへの変態により特性が大きく変化し、特性の安定化を図るためには加熱時にすべて γ 変態させることが必要であることがわかった。

【0044】これらの結果より、Ac3変態点以上での再結晶焼鈍によって、コイル先端から後端までばらつきのない安定した機械特性が得られる見通しが得られた。この鋼板はユーザーでのプレス成形時の割れ、プレス寸法不良等の成形不良が減少するため、成形方法を見直すなどの根本的対策を取る必要がなくなることが期待できる。

【0045】つぎに、上記のラボ試験で得られた結果を確認するため、各種の化学組成の鋼材を用い、各種処理条件で連続溶融亜鉛めっきラインにて製造試験を行った。めっき目付量は1.6mm両面50g/m²とした。

【0046】機械特性のばらつきを確認するためコイル先端部(以下、Tと略記する)、中央部(同、M)、後端部(同、B)からサンプルを採取し機械特性を調査した。穴抜け性は、打ち抜きクリアランス12%で $\phi 10$ mmの打ち抜き穴をあけ、60°円錐ポンチにより穴抜け成形を行い、穴縁に割れが発生するまでの限界伸び率を測定した。

【0047】めっきの品質については、めっきラインでの走行状態でコイル表面のめっきの有無を目視観察した。さらに製品を $\phi 90$ mmで円筒絞りした後、外面側にセロハンテープを張り付け、テープ剥離した後のテープ表面を観察し耐パウダリング性を調査した。

【0048】表1に試験に用いた各種鋼板の化学組成を示す。表2に熱延巻取温度、冷延圧下率(冷圧率)、焼鈍処理条件等の製造条件および機械試験の結果を示す。合金化処理をした場合の処理温度はすべてのケースで530℃とした。

【0049】

【表1】

(重量%)

	鋼種	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	Ti	Nb	V	B
本発明範囲内の化学組成	A1	0.14	0.01	1.28	0.012	0.005	0.021	0.0037	0.021	0.025	-	-
	A2	0.14	0.02	1.31	0.009	0.002	0.023	0.0025	0.028	0.029	-	-
	A3	0.15	0.05	1.62	0.018	0.005	0.032	0.0040	0.025	0.031	-	-
	A4	0.15	0.04	1.58	0.015	0.001	0.040	0.0019	0.025	0.033	-	-
	A5	0.17	0.06	0.85	0.014	0.008	0.028	0.0032	-	-	0.058	-
	A6	0.14	0.04	1.02	0.021	0.003	0.032	0.0041	-	0.042	-	-
	A7	0.15	0.05	1.43	0.013	0.003	0.035	0.0043	0.029	-	0.029	-
	A8	0.13	0.21	1.08	0.007	0.004	0.032	0.0029	-	0.031	0.025	-
	A9	0.14	0.01	1.33	0.016	0.005	0.023	0.0037	0.021	0.025	-	0.0009
本発明範囲外の化学組成	A10	0.17	0.04	1.5	0.013	0.004	0.025	0.0042	-*	-*	-*	-
	A11	0.09*	0.04	1.4	0.013	0.004	0.022	0.0044	0.035	-	-	-
	A12	0.17	0.51*	0.8	0.02	0.003	0.048	0.0029	-	0.032	0.015	-
	A13	0.18	0.08	0.9	0.052*	0.009	0.042	0.0025	-	0.038	-	-
	A14	0.11	0.16	1.2	0.016	0.015*	0.028	0.0022	0.032	-	0.025	-
	A15	0.15	0.07	1.6	0.012	0.003	0.019	0.0048	0.14*	-	-	-
	A16	0.14	0.05	1.7	0.011	0.005	0.025	0.0052	0.01	0.056*	-	-
	A17	0.12	0.02	1.6	0.013	0.004	0.032	0.0042	-	0.012	0.12*	-

*: 本発明範囲外であることを示す。

【0050】

【表2】

	位置	鋼種	Ac3 変態点 (°C)	巻取 温度 (°C)	冷圧 率 (%)	均熱 温度 (°C)	合金 化 処理	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	EI (%)	穴 拡 げ 率 (%)	備考
本 発 明 例	T	A1	821	580	54	835	有	450	557	28.3	72	
	M					860		447	550	29.2	80	
	B					840		453	561	28.0	68	
	T	A3	820	550	54	830	有	501	610	26.0	65	
	M					865		490	603	26.8	64	
	B					820		495	612	25.3	63	
	T	A5	830	530	54	835	有	420	510	34.8	—	
	M					873		425	515	34.3	—	
	B					840		430	500	35.2	—	
	T	A7	836	600	54	840	有	505	587	27.2	—	
	M					885		499	585	28.0	—	
	B					860		510	593	28.0	—	
	T	A8	825	615	54	830	無	445	507	31.2	—	
	M					850		450	505	32.0	—	
	B					840		460	511	31.0	—	
比 較 例	T	A2	822	570	54	795	有	557	620	22.4	—	強度ばらつき大
	M					795		498	598	25.1	—	
	B					800		450	562	26.2	—	
	T	A4	823	565	54	780	有	518	620	19.5	—	強度ばらつき大
	M					795		493	585	23.8	—	
	B					800		480	548	26.2	—	
	T	A6	833	530	54	795	無	521	589	23.2	—	強度ばらつき大
	M					810		460	510	26.7	—	
	B					810		468	507	29.8	—	
	M	A10	—	600	54	810	有	328	477	36.8	—	強度不足
	M	A11	—	620	54	840	有	414	485	33.8	—	強度不足
	M	A12	—	615	54	835	有	488	589	31.2	—	不めつき
	M	A13	—	600	54	825	有	497	575	32.1	—	パウダリング性不良
	M	A14	—	585	54	810	有	489	578	27.4	38.3	穴拡げ性不良
	M	A15	—	520	54	870	有	600	652	19.5	—	延性不足
	M	A16	—	545	54	840	有	669	752	19.3	—	延性不足
	M	A17	—	550	54	850	有	582	658	19.8	—	延性不足

【0051】表2に示すように、A2、A4、A6の鋼種において、化学組成は本発明範囲内であるが、コイル全長でみれば均熱温度はAc3変態点よりも低い温度で焼鈍を行っており、かつ均熱温度が少し変化しただけでYS、TSおよびEIのコイル内ばらつきが大きく、不安定になる傾向が見られた。

【0052】一方、鋼種A1、A3、A5、A7、A8、A9においては、コイル全長にわたりAc3変態点以上の均熱温度で焼鈍を行っているためT、M、Bのコイル各部位で温度が60℃程度変動しても、YS、TSおよびEIのばらつきは小さく、コイル全長にわたって安

定した機械特性が得られた。

【0053】また成分が本発明範囲外であるA10～A17の鋼種に関しては、それぞれ強度不足、不めつき発生、パウダリング性不良、穴拡げ性不良、あるいは延性不足があった。

【0054】つまり、化学組成および製造条件（連続溶融亜鉛めっきでの均熱温度）が発明の条件範囲内にあるもののみコイル内ばらつきも小さく、特性も良好であった。

【0055】

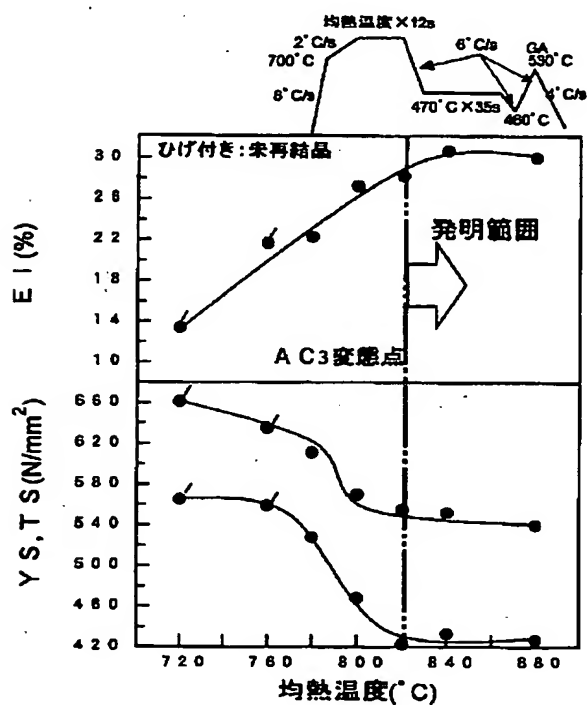
【発明の効果】本発明によれば安価で強度と延性の特性

ばらつきの小さい高張力溶融めっき鋼板を製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】再結晶焼鈍時の均熱温度が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。

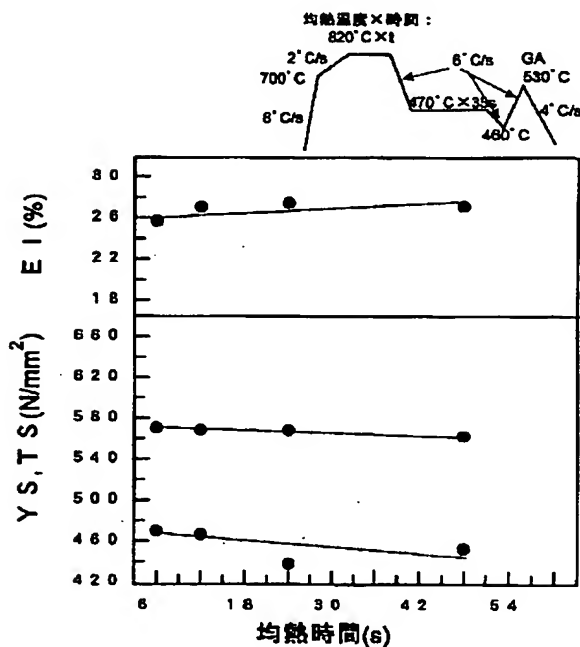
【図1】



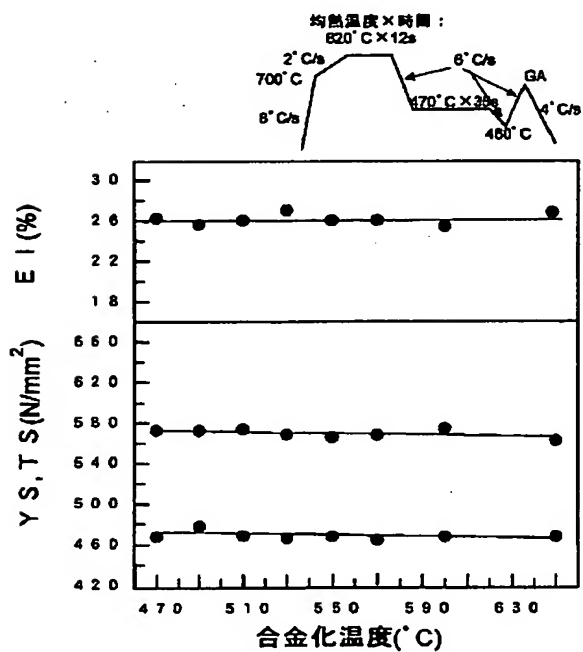
【図2】再結晶焼鈍時の均熱温度を一定としたとき、均熱時間が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。

【図3】合金化溶融めっき鋼板の製造の際の合金化温度が機械特性に及ぼす影響を示すグラフである。

【図2】



【図3】



フロントページの続き

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA15 EA18
EA19 EA23 EA25 EA27 EA31
EA32 EB05 EB08 FE01 FE02
FE03 FG01 FJ05 FJ06 FM04
GA05 GA07